

BEST AVAILABLE COPY

10/509647

Rec'd PCT/PTO 06 SEP 2004

日本国特許庁 PCT/JP03/04040  
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office

出願年月日

Date of Application:

2002年 5月20日

出願番号

Application Number:

特願2002-144203

[ST.10/C]:

[JP2002-144203]

出願人

Applicant(s):

新日本製鐵株式会社

REC'D 23 MAY 2003

WIPO

PCT

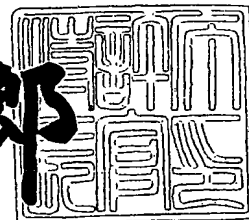
PRIORITY  
DOCUMENT

SUBMITTED OR TRANSMITTED IN  
COMPLIANCE WITH RULE 17.1(a) OR (b)

2003年 2月18日

特許庁長官  
Commissioner,  
Japan Patent Office

太田信一郎



出証番号 出証特2003-3008252

【書類名】 特許願

【整理番号】 A200488

【あて先】 特許庁長官殿

【国際特許分類】 C22C 38/00

【発明者】

【住所又は居所】 君津市君津 1 番地 新日本製鐵株式会社 君津製鐵所内

【氏名】 水谷 泰

【発明者】

【住所又は居所】 君津市君津 1 番地 新日本製鐵株式会社 君津製鐵所内

【氏名】 寺田 好男

【発明者】

【住所又は居所】 君津市君津 1 番地 新日本製鐵株式会社 君津製鐵所内

【氏名】 渡部 義之

【特許出願人】

【識別番号】 000006655

【氏名又は名称】 新日本製鐵株式会社

【代理人】

【識別番号】 100105441

【弁理士】

【氏名又は名称】 田中 久喬

【選任した代理人】

【識別番号】 100107892

【弁理士】

【氏名又は名称】 内藤 俊太

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 041553

【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 要約書 1

【包括委任状番号】 0003043

【プルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 高温強度及び溶接性に優れた高張力490MPa級鋼ならびに  
その製造方法

【特許請求の範囲】

【請求項1】 鋼成分が質量%で、

C: 0.005%以上0.03%未満、

Si: 0.5%以下、

Mn: 0.5%以下、

P: 0.02%以下、

S: 0.01%以下、

Mo: 1.0~1.5%、

Nb: 0.03~0.1%、

Ti: 0.005~0.025%、

B: 0.0005~0.003%、

Al: 0.06%以下、

N: 0.006%以下、

かつ、

$$P_{CM} = C + Si / 30 + Mn / 20 + Cu / 20 + Ni / 60 \\ + Cr / 20 + Mo / 15 + V / 10 + 5B$$

と定義する溶接割れ感受性組成 $P_{CM}$ が0.18%以下で、残部が鉄及び不可避免的  
不純物からなることを特徴とする高温強度及び溶接性に優れた高張力鋼。

【請求項2】 上記鋼成分に加え、質量%で、

Ni: 0.05~1.0%、

Cu: 0.05~1.0%、

Cr: 0.05~1.0%、

V: 0.01~0.05%

の範囲で1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の高温  
強度及び溶接性に優れた高張力鋼。

【請求項3】 質量%で、

Ca : 0.0005~0.004 %、

REM : 0.0005~0.004 %

Mg : 0.0001~0.006 %

のいずれか1種または2種以上をさらに含有することを特徴とする請求項1または2に記載の高温強度及び溶接性に優れた高張力鋼。

【請求項4】 ミクロ組織がフェライトとベイナイトの混合組織からなり、かつ、旧オーステナイト粒の平均円相当径が $150\mu\text{m}$ 以下であることを特徴とする請求項1~3のいずれか1項に記載の高温強度及び溶接性に優れた高張力鋼。

【請求項5】 Si+Mnの値が0.1%以上0.5%未満で、ミクロ組織がフェライトとベイナイトの混合組織であることを特徴とする請求項1~4の何れか1項に記載の高温強度及び溶接性に優れた490MPa級高張力鋼。

【請求項6】 前記フェライトとベイナイトの混合組織として、ベイナイトの分率が30~70%であることを特徴とする請求項5記載の高温強度及び溶接性に優れた490MPa級高張力鋼。

【請求項7】 請求項1~3のいずれか1項に記載の鋼成分からなる鋼片または鋳片を1000~1250℃の温度範囲に再加熱後、1000℃以下での累積圧下量を30%以上として、750℃以上の温度で圧延することを特徴とする高温強度及び溶接性に優れた高張力鋼の製造方法。

【請求項8】 請求項1~3のいずれか1項に記載の鋼成分で、かつ、Si+Mnの値が0.3%以上0.5%未満の鋼成分からなる鋼片または鋳片を1000~1250℃の温度範囲に再加熱後、1000℃以下での累積圧下量を30%以上として、750℃以上の温度で圧延し、圧延終了後空冷して、ミクロ組織をフェライトとベイナイトの混合組織とすることを特徴とする高温強度及び溶接性に優れた490MPa級高張力鋼の製造方法。

【請求項9】 請求項1~3のいずれか1項に記載の鋼成分で、かつ、Si+Mnの値が0.1%以上0.3%未満の鋼成分からなる鋼片または鋳片を1000~1250℃の温度範囲に再加熱後、1000℃以下での累積圧下量を30%以上として、750℃以上の温度で圧延し、圧延終了後700℃以上の温度か

ら 6 0 0 ℃ 以下の任意の温度まで水冷して、ミクロ組織をフェライトとベイナイトの混合組織とすることを特徴とする高温強度及び溶接性に優れた 4 9 0 M P a 級高張力鋼の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0 0 0 1】

【発明の属する技術分野】

本発明は、建築、土木、海洋構造物、造船、貯槽タンクなどの一般的な溶接構造物に用いる 7 0 0 ℃、8 0 0 ℃における高温強度及び溶接性に優れた高張力鋼及びその製造方法に関する。

【0 0 0 2】

【従来の技術】

例えば、建築、土木などの分野においては、各種建築用鋼材として、J I S 等で規格化された鋼材等が広く利用されている。

【0 0 0 3】

ところで、ビルや事務所、住居、立体駐車場などの建築物に前記の鋼材を用いた場合は、火災における安全性を確保するため、十分な耐火被覆を施すことが義務付けられており、建築関連諸法令では、火災時に鋼材温度が 3 5 0 ℃以上にならないように規定されている。

【0 0 0 4】

すなわち、前記鋼材は 3 5 0 ℃程度で耐力が常温の 2 / 3 程度になり、必要な強度を下回るためである。鋼材を建造物に利用する場合、火災時において鋼材の温度が 3 5 0 ℃に達しないように耐火被覆を施して使用される。そのため、鋼材費用に対して耐火被覆工費が高額となり、建設コストが大幅に上昇することが避けられない。

【0 0 0 5】

最近、上記の課題を解決するため、例えば、特開平 2 - 7 7 5 2 3 号公報や特開平 1 0 - 6 8 0 4 4 号公報などが発明されている。

【0 0 0 6】

しかしながら、特開平 2 - 7 7 5 2 3 号公報では、相当量の M o と N b を添加

した鋼で、600℃の耐力が常温耐力の70%以上を確保するものであるが、700℃、800℃の耐力は示されていない。

【0007】

また、特開平10-68044号公報では、相当量のMoとNbを添加した鋼でミクロ組織をベイナイトとすることにより、700℃の耐力が常温耐力の56%以上を確保するものであるが、800℃の耐力は示されていない。

【0008】

すなわち、これらの例のように600℃程度の高温強度を確保した鋼は、すでに市場でも使用されており、700℃で一定の強度を確保する鋼材の発明がなされているが、700℃、800℃での高温強度を確保できる実用鋼の安定的な製造は困難であった。

【0009】

【発明が解決しようとする課題】

前述のように建築物に鋼材を利用する場合、通常の鋼では高温強度が低いため、無被覆や軽被覆で利用することができず、高価な耐火被覆を施さなければならなかった。

【0010】

また、新しく開発された鋼でも、耐火温度は600～700℃までの保証が限界であり、700℃、800℃での使用に耐える鋼材の開発が望まれていた。

【0011】

本発明の目的は700℃、800℃での高温強度が優れた及び溶接性に優れた高張力鋼及び当該鋼を工業的に安定して供給可能な製造方法を提供することにある。

【0012】

【課題を解決するための手段】

本発明は前述の課題を克服するために、ミクロ組織と添加合金元素量を最適範囲とすることで目的を達成したもので、その要旨は以下に示す通りである。

【0013】

(1) 鋼成分が質量%で、

C : 0.005%以上0.03%未満、

Si : 0.5%以下、

Mn : 0.5%以下、

P : 0.02%以下、

S : 0.01%以下、

Mo : 1.0~1.5%、

Nb : 0.03~0.1%、

Ti : 0.005~0.025%、

B : 0.0005~0.003%、

Al : 0.06%以下、

N : 0.006%以下、

かつ、

$$P_{CM} = C + Si / 30 + Mn / 20 + Cu / 20 + Ni / 60 \\ + Cr / 20 + Mo / 15 + V / 10 + 5B$$

と定義する溶接割れ感受性組成  $P_{CM}$  が 0.18% 以下で、残部が鉄及び不可避免的不純物からなることを特徴とする高温強度及び溶接性に優れた高張力鋼。

#### 【0014】

(2) 上記鋼成分に加え、質量%で、

Ni : 0.05~1.0%、

Cu : 0.05~1.0%、

Cr : 0.05~1.0%、

V : 0.01~0.05%

の範囲で1種または2種以上を含有することを特徴とする上記(1)項に記載の高温強度及び溶接性に優れた高張力鋼。

#### 【0015】

(3) 質量%で、

Ca : 0.0005~0.004%、

REM : 0.0005~0.004%

Mg : 0.0001~0.006%



のいずれか1種または2種以上をさらに含有することを特徴とする上記(1)または(2)項に記載の高温強度及び溶接性に優れた高張力鋼。

## 【0016】

(4) ミクロ組織がフェライトとベイナイトの混合組織からなり、かつ、旧オーステナイト粒の平均円相当径が $150\mu\text{m}$ 以下であることを特徴とする上記(1)～(3)項のいずれか1項に記載の高温強度及び溶接性に優れた高張力鋼。

## 【0017】

(5)  $\text{Si}+\text{Mn}$ の値が0.1%以上0.5%未満で、ミクロ組織がフェライトとベイナイトの混合組織であることを特徴とする上記(1)～(4)項のいずれか1項に記載の高強度及び溶接性に優れた490MPa級高張力鋼。

## 【0018】

(6) 前記フェライトとベイナイトの混合組織として、ベイナイトの分率が30～70%であることを特徴とする上記(5)項記載の高強度及び溶接性に優れた490MPa級高張力鋼。

## 【0019】

(7) 上記(1)～(3)項のいずれか1項に記載の鋼成分からなる鋼片または鋳片を $1000\sim 1250^{\circ}\text{C}$ の温度範囲に再加熱後、 $1000^{\circ}\text{C}$ 以下での累積圧下量を30%以上として、 $750^{\circ}\text{C}$ 以上の温度で圧延することを特徴とする高温強度及び溶接性に優れた高張力鋼の製造方法。

## 【0020】

(8) 上記(1)～(3)のいずれか1項に記載の鋼成分で、かつ、 $\text{Si}+\text{Mn}$ の値が0.3%以上0.5%未満の鋼成分からなる鋼片または鋳片を $1000\sim 1250^{\circ}\text{C}$ の温度範囲に再加熱後、 $1000^{\circ}\text{C}$ 以下での累積圧下量を30%以上として、 $750^{\circ}\text{C}$ 以上の温度で圧延し、圧延終了後空冷して、ミクロ組織をフェライトとベイナイトの混合組織とすることを特徴とする高温強度及び溶接性に優れた490MPa級高張力鋼の製造方法。

## 【0021】

(9) 上記(1)～(3)項のいずれか1項に記載の鋼成分で、かつ、 $\text{Si}$

+Mnの値が0.1%以上0.3%未満の鋼成分からなる鋼片または鋳片を1000~1250℃の温度範囲に再加熱後、1000℃以下での累積圧下量を30%以上として、750℃以上の温度で圧延し、圧延終了後700℃以上の温度から600℃以下の任意の温度まで水冷して、ミクロ組織をフェライトとベイナイトの混合組織とすることを特徴とする高温強度及び溶接性に優れた490MPa級高張力鋼の製造方法。

#### 【0022】

本発明者らはすでに、600℃、700℃の高温強度が優れた鋼を見出し、600℃の高温強度が優れた鋼はすでに建築分野で使用されているが、市場ではさらに高温に耐える鋼への極めて強い要求がある。

#### 【0023】

高温強度増加に対しては、Mo、Nbの複合添加及びミクロ組織のベイナイト化が有効。しかし、ベイナイトの分率が過剰であると、常温の強度が過大となるため、所要の常温強度に応じて、ミクロ組織を適切なベイナイト分率を有するフェライトとベイナイトの混合組織とする。適切なミクロ組織とする方法とし、所要の常温強度を達成するには低C化が有効。しかし、この場合、ミクロ組織及び材質が圧延条件及びその後の冷却条件により影響を受けやすく、安定的な製造が困難であることが判明。ミクロ組織制御と高温強度の増加に取り組んだ結果、適量のB添加が製造安定化に有効であることを知見し、本発明に至った。

#### 【0024】

この場合でも、一般的な溶接構造用鋼として、溶接性や低YR等の特性は、従来と同じ様に具備する必要があるため、700℃、800℃の高温強度が優れた鋼は極めて困難な課題であった。

#### 【0025】

この課題を解決するため、本発明者らは鋭意検討し、700℃、800℃の高温強度はMo、Nb等の合金元素の複合添加による析出強化とミクロ組織のベイナイト化が有効であり、Ti、Vも若干の効果があることを突き止めた。

#### 【0026】

したがって、700℃、800℃の強度と常温の強度及び常温と高温の強度比

(Y S 比＝高温強度／常温強度)の全てを同時に確保するためにはミクロ組織と添加合金元素量を最適範囲として、高温における適切な析出強化効果を得ることが重要である。

## 【0027】

まず、ミクロ組織をフェライトとベイナイトの混合組織とする方法を検討し、本発明者らは適量のB添加が必須であることを見出した。

## 【0028】

ミクロ組織におけるフェライトの分率が増加し、ベイナイトの分率が低下すると、常温及び高温の強度が低下し、Mo、Nb、Ti、V等の合金元素をより多く添加する必要がある。ミクロ組織に占めるフェライトの分率が過大となると、添加合金元素の増加による常温及び高温の強度確保は困難になる。逆にミクロ組織におけるフェライトの分率が低下し、ベイナイトの分率が増加すると常温及び高温の強度が上昇し、Mo、Nb、Ti、V等の合金元素添加量を低減する必要がある。しかし、ミクロ組織に占めるベイナイト分率が過大となると、高温強度については達成可能であるが、常温強度の上昇、HAZ靱性の劣化、溶接性の劣化が顕著となり添加合金元素の低減による所要の強度範囲、HAZ靱性及び溶接性の確保が困難となる。

## 【0029】

このため、本発明鋼ではミクロ組織をフェライトとベイナイトの混合組織とし、ベイナイトの分率を30%～70%の範囲内とする。

## 【0030】

本発明が、請求項の通りに鋼組成及び製造方法を限定した理由について説明する。

## 【0031】

常温と高温の強度を同時に確保するためには、相当量の合金元素の添加が必要であり、 $490\text{ N/mm}^2$ 以上の高張力鋼では、Mo：1.0～1.5%、Nb：0.03～0.1%、Ti：0.005～0.025%、V：0.01～0.05%が必要である。

## 【0032】

M o、N b、T i、V等は主に高温強度の確保のためであり、S iとM nの範囲限定は常温強度を所定の範囲に抑制するためである。

## 【 0 0 3 3 】

鋼の加熱温度はM o、N b、T i、Vをできるだけ固溶状態とするために高い温度が望ましいが、母材の靱性確保の観点から1 0 0 0 ~ 1 2 5 0 ℃に限定した。

## 【 0 0 3 4 】

圧延終了温度は低温域の圧下でN b、T i、Vが炭化物として析出するため7 5 0 ℃が下限の温度であり、1 0 0 0 ℃を超える温度で圧延を終了すると靱性が不足するためである。

## 【 0 0 3 5 】

なお、本発明鋼を製造後、脱水素などの目的でA c 1 変態点以下の温度に再加熱しても、本発明鋼の特徴は何ら損なわれることはない。

## 【 0 0 3 6 】

次に、本説明に関わるその他の成分元素とその添加量について説明する。

## 【 0 0 3 7 】

Cは、鋼材の特性に最も顕著な効果を及ぼすもので、狭い範囲に制御されなければならない。0. 0 0 5 以上0. 0 3 %未満が限定範囲である。これ未満のC量では強度が不足し、この以上となると圧延終了後の冷却速度が過大の場合はベイナイトの生成率が増加し強度が超過、逆に冷却速度が過小の場合はベイナイトの生成率が低下して強度が不足する。

## 【 0 0 3 8 】

S iは、脱酸上鋼に含まれる元素であり、置換型の固溶強化作用を持つことから常温での母材強度向上に有効であるが、特に6 0 0 ℃超の高温強度を改善する効果はない。また、多く添加すると溶接性、H A Z靱性が劣化するため、上限を0. 5 %に限定した。鋼の脱酸はT i、A lのみでも可能であり、H A Z靱性、焼入性などの観点から低いほど好ましく、必ずしも添加する必要はない。

## 【 0 0 3 9 】

M nは、強度、靱性を確保する上で不可欠な元素ではあるが、置換型の固溶強

化元素であるMnは、常温での強度上昇には有効であるが、特に600℃超の高温強度にはあまり大きな改善効果はない。したがって、本発明のような比較的多量のMoを含有する鋼において溶接性向上すなわち $P_{CM}$ 低減の観点から0.5%以下に限定した。Mnの上限を低く抑えることにより、連続鑄造スラブの中心偏析の点からも有利となる。なお、下限については、特に限定しないが、母材の強度、靱性調整上、添加することが望ましい。

## 【0040】

上述のように、Si及びMnはともに置換型の固溶強化メカニズムにより常温強度の上昇に寄与するが、600℃超の高温強度の上昇には寄与しない。さらに、本発明者らは、本発明鋼成分において、SiとMnはほぼ同等の常温での固溶強化能力を有することを見出した。したがって、常温の降伏強度、引張り強度を所定範囲とするために、Si及びMnの合計量を0.1～0.5%未満の範囲にすることが好ましく、圧延後空冷にて製造する場合には0.3%以上0.5%未満、圧延後水冷にて製造する場合には0.1%以上0.3%未満とすることが好ましい。圧延後水冷にて製造する場合に、空冷にて製造する場合と比較してSi+Mn量を低い範囲に限定したのは、水冷による組織強化効果によって常温強度が上昇するため、固溶強化の効果を抑制する必要があるためである。

## 【0041】

Pは、本発明鋼においては不純物であり、P量の低減はHAZにおける粒界破壊を減少させる傾向があるため、少ないほど好ましい。含有量が多いと母材、溶接部の低温靱性を劣化させるため上限を0.02%とした。

## 【0042】

Sは、Pと同様本発明鋼においては不純物であり、母材の低温靱性の観点からは少ないほど好ましい。含有量が多いと母材、溶接部の低温靱性を劣化させるため上限を0.01%とした。

## 【0043】

Moは、700℃、800℃の高温強度を確保する上で必要不可欠の元素で、本発明においては最も重要な元素の一つである。高温強度のみの考慮であれば、下限の緩和は可能であるが、後述する低降伏比化の観点から、フェライト+オー

ステナイトの二相域熱処理、およびその後必要に応じ焼き戻しを行っても、なお常温での高強度、高靱性を確保するため、下限を1.0%とした。1.5%超の添加は、母材材質の制御（ばらつきの制御や靱性の劣化）が困難になるとともに、経済性を失するため1.0~1.5%が限定範囲である。

## 【0044】

Nbは、Moを比較的多量添加する本発明においては、700℃、800℃の高温強度を確保するために重要な役割を演ずる元素である。まず、一般的な効果として、オーステナイトの再結晶温度を上昇させ、熱間圧延時の制御圧延の効果を最大限に発揮する上で有用な元素である。また、圧延に先立つ再加熱や焼きならしや焼入れ時の加熱オーステナイトの細粒化にも寄与する。さらに、析出硬化として強度向上効果を有し、Moとの複合添加により高温強度向上にも寄与する。0.03%未満では700℃及び800℃における析出硬化の硬化が少なく、0.1%を超えると添加量に対し硬化の度合いが減少し、経済的にも好ましくない。また、溶接時の靱性も低下する。よって0.03~0.1%が限定範囲である。

## 【0045】

TiもNbと同様に高温強度上昇に有効である。特に、母材及び溶接部靱性に対する要求が厳しい場合には、添加することが好ましい。なぜならばTiは、Al量が少ないとき（例えば0.003%以下）、Oと結合して $Ti_2O_3$ を主成分とする析出物を形成、粒内変態フェライト生成の核となり溶接部靱性を向上させる。また、TiはNと結合してTiNとしてスラブ中に微細析出し、加熱時の $\gamma$ 粒の粗大化を抑え圧延組織の細粒化に有効であり、また鋼板中に存在する微細TiNは、溶接時に溶接熱影響部組織を細粒化するためである。これらの効果を得るためには、Tiは最低0.005%必要である。しかし多すぎるとTiCを形成し、低温靱性や溶接性を劣化させるので、その上限は0.025%である。

## 【0046】

Bは、ベイナイトの生成分率を介して強度を制御する上で極めて重要である。すなわち、Bはオーステナイト粒界に偏析してフェライトの生成を抑制することを介して焼入性を向上させ、空冷のような冷却速度が比較的小さい場合において

もベイナイトを安定的に生成させるのに有効である。この効果を享受するため、最低0.0005%以上必要である。しかし、多すぎる添加は焼入性向上効果が飽和するだけでなく、旧オーステナイト粒界の脆化や靱性上有害となるB析出物を形成する可能性があるため、上限を0.003%とした。なお、タンク用鋼などとして、応力腐食割れが懸念されるケースでは、母材及び溶接熱影響部の硬さの低減がポイントとなることが多く（例えば、硫化物応力腐食割れ（SCC）防止のためには $HRC \leq 22$ （ $HV \leq 248$ ）が必須とされる）、そのようなケースでは焼入性を増大させる過剰なB添加は好ましくない。

## 【0047】

Alは、一般に脱酸上鋼に含まれる元素であるが、脱酸はSiまたはTiだけでも十分であり、本発明鋼においては、その下限は限定しない（0%を含む）。しかし、Al量が多くなると鋼の清浄度が悪くなるだけでなく、溶接金属の靱性が劣化するので上限を0.06%とした。

## 【0048】

Nは、不可避的不純物として鋼中に含まれるものであるが、後述するTiやNbを添加した場合、TiNを形成して鋼の性質を高め、Nbと結合して炭窒化物を形成して強度を増加させる。このため、N量として最低0.001%必要である。しかしながら、N量の増加はHAZ靱性、溶接性に極めて有害であり、本発明鋼においてはその上限は0.006%である。

## 【0049】

次に、必要に応じて含有することができるNi、Cu、Cr、V、Ca、REM、Mgの添加理由と添加量範囲について説明する。

## 【0050】

基本となる成分に、さらにこれらの元素を添加する主たる目的は、本発明鋼の優れた特徴を損なうことなく、強度、靱性などの特性を向上させるためである。したがって、その添加量は自ずと制限されるべき性質のものである。

## 【0051】

Niは、溶接性、HAZ靱性に悪影響を及ぼすことなく母材の強度、靱性を向上させる。これら効果を発揮させるためには、少なくとも0.05%以上の添加

が必須である。一方、過剰な添加すると経済性を損なうだけでなく、溶接性に好ましくないため、上限を1.0%とした。

#### 【0052】

Cuは、Niとほぼ同様の効果、現象を示し、上限の1.0%は溶接性劣化に加え、過剰な添加は熱間圧延時にCuクラックが発生し製造困難となるため規制される。下限は実質的な効果が得られるための最小量とすべきで0.05%である。

#### 【0053】

Crは、母材の強度、靱性をともに向上させる。しかし、添加量が多すぎると母材、溶接部の靱性及び溶接性を劣化させるため、限定範囲を0.05~1.0%とした。

#### 【0054】

上記、Cu、Ni、Crは、母材の強度、靱性上の観点のみならず、耐候性にも有効であり、そのような目的においては、溶接性を損ねない範囲で添加することが好ましい。

#### 【0055】

Vは、Nbとほぼ同様の作用を有するものであるが、Nbに比べてその効果は小さい。また、Vは焼入れ性にも影響を及ぼし、高温強度向上にも寄与する。Nbと同様の効果は0.01%未満では効果が少なく、上限は0.05%まで許容できる。

#### 【0056】

Ca、REMは不純物であるSと結合し、靱性の向上や溶接部の拡散水素による誘起割れを抑制する働きを有するが、多すぎると粗大な介在物を形成し悪影響を及ぼすので、それぞれ0.0005~0.004%、0.0005~0.004%が適正範囲である。

#### 【0057】

Mgは、溶接熱影響部においてオーステナイト粒の成長を抑制し、微細化する作用があり、溶接部の強靱化が図れる。このような効果を享受するためには、Mgは0.0001%以上必要である。一方、添加量が増えると添加量に対する効



果代が小さくなり、経済性を失するため、上限は 0. 0 0 6 % とした。

#### 【 0 0 5 8 】

鋼の個々の成分を限定しても、成分系全体が適切でないと優れた特性は得られない。このため、 $P_{CM}$  の値を 0. 1 8 % 以下の範囲に限定する。 $P_{CM}$  は溶接性を表す指標で、低いほど溶接性は良好である。本発明鋼においては、 $P_{CM}$  が 0. 1 8 % 以下の範囲であれば優れた溶接性の確保が可能である。なお、溶接割れ感受性組成  $P_{CM}$  は以下の式により定義する。

$$P_{CM} = C + Si / 30 + Mn / 20 + Cu / 20 + Ni / 60 + Cr / 20 + Mo / 15 + V / 10 + 5B$$

#### 【 0 0 5 9 】

なお、Mo、Nb、V と同様に、W を適当量添加して、高温強度を確保することも本発明鋼の特性を向上させる有効な手段である。

#### 【 0 0 6 0 】

さらに、鋼板の最終圧延方向の板厚断面方向 1 / 4 厚位置において、最終変態組織の旧オーステナイト粒径を平均円相当直径で 1 5 0  $\mu m$  以下に限定する。これは、旧オーステナイト粒径が組織とともに韌性に大きな影響を及ぼすため、特に本発明のような比較的多量の Mo 添加鋼において韌性を高めるためには、旧オーステナイト粒径を小さく制御することは重要かつ必須である。前記旧オーステナイト粒径の限定理由は、発明者らの製造条件を種々変更した実験結果に基づくもので、平均円相当直径で 1 5 0  $\mu m$  以下であれば、本発明よりも低 Mo である鋼と遜色ない韌性を確保できる。なお、旧オーステナイト粒は、その判別が必ずしも容易ではないケースも少なからずある。このような場合には、板厚 1 / 4 厚位置を中心として、鋼板の最終圧延方向と直角方向に採取した切り欠き付き衝撃試験片、例えば、J I S Z 2 2 0 2 4 号試験片 ( 2 m m V ノッチ ) などを用い、十分低温で、脆性破壊させた際の破面単位を旧オーステナイト粒径と読み替え得る有効結晶粒径と定義し、その平均円相当直径を測定することとし、この場合でも同様に 1 5 0  $\mu m$  以下であることが必要である。

#### 【 0 0 6 1 】

#### 【実施例】

転炉—連続鑄造—厚板工程で種々の鋼成分の鋼板（厚さ 1 5 ～ 5 0 m m）を製造し、その強度、降伏比（Y R）、韌性、7 0 0 ℃、8 0 0 ℃における降伏強さ、予熱なし（室温）での y 割れ試験時のルート割れの有無等を調査した。

## 【 0 0 6 2 】

表 1 及び表 2 に比較鋼とともに本発明鋼の鋼成分を、表 3 に鋼板の製造条件及び組織、表 4 に諸特性の調査結果を示す。本発明鋼 1 ～ 1 2 及び比較鋼 1 9 ～ 4 0 は圧延終了後空冷にて、本発明鋼 1 3 ～ 1 8 及び比較鋼 4 1 ～ 4 4 は圧延終了後加速冷却にて製造した。

【0063】

【表1】

区分	化学成分 (mass%)																
	C	Si	Mn	P	S	Mo	Nb	Ti	B <sup>1)</sup>	Al	N <sup>2)</sup>	Ni	Cu	Cr	V	Ca	REM
1	0.018	0.39	0.15	0.0061	0.0026	1.29	0.040	0.018	10	0.031	30	-	-	-	-	-	-
2	0.010	0.14	0.18	0.0042	0.0025	1.10	0.039	0.007	12	0.004	53	-	-	0.52	-	-	-
3	0.008	0.12	0.33	0.0075	0.0028	1.15	0.080	0.015	25	0.035	34	-	-	0.30	-	-	-
4	0.016	0.12	0.30	0.0034	0.0077	1.10	0.040	0.020	11	0.033	32	-	-	-	-	0.0015	-
5	0.025	0.10	0.38	0.0041	0.0040	1.12	0.038	0.009	6	0.003	42	-	-	-	0.038	-	-
6	0.018	0.14	0.20	0.0083	0.0050	1.10	0.050	0.012	10	0.004	26	-	-	-	0.058	-	-
7	0.013	0.09	0.40	0.0075	0.0033	1.20	0.055	0.012	11	0.020	52	0.81	-	-	-	-	-
8	0.016	0.08	0.29	0.0039	0.0049	1.01	0.056	0.021	10	0.035	26	-	-	-	0.045	-	-
9	0.017	0.15	0.22	0.0062	0.0065	1.10	0.055	0.015	11	0.022	47	-	-	-	-	-	-
10	0.014	0.20	0.20	0.0081	0.0080	1.18	0.048	0.012	9	0.006	36	0.33	-	-	-	-	-
11	0.016	0.25	0.20	0.0040	0.0032	1.25	0.059	0.008	18	0.033	33	-	-	-	-	-	0.002
12	0.017	0.14	0.28	0.0042	0.0020	1.33	0.067	0.012	12	0.025	29	-	-	-	0.031	-	-
13	0.014	0.05	0.22	0.0084	0.0030	1.45	0.077	0.011	26	0.030	33	-	-	-	-	-	-
14	0.017	0.05	0.20	0.0059	0.0055	1.40	0.040	0.008	9	0.004	38	-	0.3	-	-	-	-
15	0.016	0.08	0.18	0.0052	0.0025	1.30	0.050	0.012	11	0.030	29	-	0.66	-	-	-	-
16	0.019	0.04	0.15	0.0041	0.0067	1.18	0.039	0.012	12	0.044	29	-	-	-	-	-	0.0011
17	0.025	0.11	0.15	0.0042	0.0055	1.06	0.039	0.015	16	0.006	45	-	-	-	0.045	0.0018	-
18	0.018	0.05	0.12	0.0070	0.0050	1.30	0.025	0.012	12	0.012	37	-	-	-	0.060	-	-

本 発 明 鋼

1)  $P_{\text{eq}} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B$ 2)  $C_{\text{eq}} = C + Mn/6 + Si/24 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14$ 

\* B, N は ppm 表示

【0064】

【表2】

区 分	化 学 成 分 (mass%)																			Si+Mn	
	C	Si	Mn	P	S	Mo	Nb	Ti	B <sup>*</sup>	Al	N <sup>*</sup>	Ni	Cu	Cr	V	Ca	REM	Mg	P <sub>ox</sub> <sup>1)</sup>		C <sub>eq</sub> <sup>2)</sup>
19	0.035	0.10	0.38	0.0040	0.0032	1.15	0.048	0.009	10	0.003	42	-	-	-	-	-	-	-	0.139	0.390	0.48
20	0.004	0.15	0.28	0.0041	0.0025	1.05	0.045	0.010	12	0.004	53	-	-	-	-	-	-	-	0.099	0.319	0.43
21	0.015	0.12	0.43	0.0049	0.0040	1.12	0.038	0.009	6	0.003	42	-	-	0.55	-	-	-	-	0.118	0.372	0.55
22	0.010	0.14	0.14	0.0042	0.0028	1.20	0.039	0.007	10	0.004	53	-	-	-	-	-	-	-	0.134	0.449	0.28
23	0.019	0.14	0.21	0.0220	0.0050	1.10	0.052	0.012	10	0.004	26	-	-	-	0.050	-	-	-	0.118	0.338	0.85
24	0.014	0.20	0.22	0.0032	0.0120	1.30	0.077	0.020	18	0.030	33	-	-	-	0.042	-	-	0.0016	0.132	0.387	0.42
25	0.016	0.12	0.30	0.0039	0.0077	1.10	0.040	0.020	11	0.033	32	-	-	-	-	-	-	-	0.114	0.346	0.42
26	0.014	0.20	0.22	0.0032	0.0030	1.45	0.076	0.011	15	0.030	33	-	-	-	0.044	-	-	0.0015	0.140	0.425	0.42
27	0.018	0.18	0.22	0.0053	0.0026	1.26	0.034	0.008	8	0.008	44	-	-	-	-	-	-	-	0.123	0.377	0.40
28	0.022	0.14	0.25	0.0061	0.0049	1.06	0.030	0.012	8	0.004	24	-	-	-	-	-	-	0.0014	0.114	0.385	0.39
29	0.018	0.18	0.23	0.0052	0.0025	1.26	0.033	0.008	8	0.008	44	-	-	-	-	-	-	-	0.124	0.379	0.41
30	0.016	0.08	0.30	0.0034	0.0047	1.01	0.056	0.021	10	0.035	26	-	-	-	-	-	-	0.0020	0.106	0.322	0.38
31	0.025	0.10	0.38	0.0040	0.0041	1.12	0.038	0.011	3	0.003	42	-	-	-	0.030	-	-	-	0.127	0.375	0.48
32	0.012	0.12	0.33	0.0072	0.0027	1.15	0.080	0.015	34	0.035	34	-	-	0.32	-	-	-	-	0.142	0.424	0.45
33	0.016	0.08	0.29	0.0036	0.0049	1.01	0.056	0.021	10	0.065	26	-	-	-	-	-	-	0.0016	0.106	0.320	0.37
34	0.011	0.14	0.19	0.0042	0.0020	1.10	0.039	0.007	12	0.004	53	-	-	0.49	-	-	-	-	0.129	0.422	0.33
35	0.020	0.28	0.16	0.0050	0.0025	1.30	0.050	0.012	18	0.030	29	0.40	0.35	0.50	0.040	-	-	-	0.186	0.496	0.44
36	0.016	0.14	0.21	0.0082	0.0051	1.20	0.055	0.015	15	0.007	26	-	-	-	0.059	-	-	-	0.125	0.361	0.35
37	0.014	0.16	0.20	0.0033	0.0080	1.18	0.048	0.010	9	0.006	36	-	-	-	-	-	-	-	0.113	0.349	0.36
38	0.014	0.20	0.20	0.0031	0.0080	1.18	0.048	0.012	9	0.006	36	0.33	-	-	-	-	-	-	0.119	0.359	0.40
39	0.014	0.20	0.20	0.0031	0.0080	1.18	0.048	0.012	9	0.006	36	0.33	-	-	-	-	-	-	0.119	0.359	0.40
40	0.008	0.12	0.33	0.0073	0.0042	1.15	0.080	0.010	20	0.035	20	-	-	-	-	-	-	-	0.115	0.356	0.45
41	0.016	0.04	0.05	0.0050	0.0032	1.10	0.061	0.012	15	0.004	40	-	-	-	-	-	-	-	0.101	0.301	0.09
42	0.018	0.15	0.20	0.0061	0.0038	1.32	0.055	0.012	15	0.004	40	-	-	-	-	-	-	-	0.129	0.388	0.35
43	0.016	0.08	0.18	0.0052	0.0025	1.30	0.050	0.012	11	0.030	29	-	0.66	-	-	-	-	-	0.153	0.374	0.26
44	0.012	0.07	0.21	0.0080	0.0040	1.12	0.040	0.008	20	0.003	25	-	-	-	-	-	-	-	0.110	0.330	0.28

比 較 鋼

1) P<sub>tot</sub>=C+Si/30+Mn/20+Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+5B2) C<sub>eq</sub>=C+Mn/6+Si/24+Ni/40+Cr/5+Mo/4+V/14

\*B,Nはppm表示

【0065】

【表3】

区分	鋼	加熱 温度 (°C)	圧延 終了 温度 (°C)	1000°C 以下の 累積圧 下量(%)	加速冷 却開始 温度 (°C)	加速冷 却停止 温度 (°C)	板厚 (mm)	ミクロ組織 ペイナイト 分率 (%)	旧γ 粒径 <sup>1)</sup> (μm)
本 発 明 鋼	1	1150	780	70	-	-	25	45	55
	2	1200	800	60	-	-	15	62	72
	3	1100	780	50	-	-	40	41	45
	4	1150	810	70	-	-	20	40	56
	5	1100	770	50	-	-	25	59	88
	6	1100	750	40	-	-	50	46	43
	7	1100	870	30	-	-	30	63	51
	8	1100	850	50	-	-	32	44	66
	9	1150	780	60	-	-	18	50	55
	10	1100	770	60	-	-	16	47	62
	11	1250	900	30	-	-	22	35	46
	12	1100	860	50	-	-	20	55	38
	13	1150	820	60	780	495	25	68	73
	14	1100	800	60	750	450	30	51	78
	15	1150	780	50	720	500	25	49	62
	16	1100	800	50	760	255	40	46	59
	17	1050	760	50	700	480	25	42	82
	18	1100	860	60	800	600	25	68	76
比 較 鋼	19	1150	850	60	-	-	18	95	68
	20	1150	825	50	-	-	15	25	52
	21	1150	840	50	-	-	20	69	87
	22	1150	800	35	-	-	25	45	48
	23	1100	775	40	-	-	40	52	55
	24	1100	820	50	-	-	27	64	83
	25	1050	815	50	-	-	16	58	52
	26	1050	860	60	-	-	15	100	62
	27	1100	850	50	-	-	22	52	74
	28	1100	820	50	-	-	25	66	84
	29	1150	830	60	-	-	25	70	135
	30	1150	825	60	-	-	45	54	42
	31	1100	840	60	-	-	18	15	64
	32	1150	870	60	-	-	16	69	58
	33	1100	790	60	-	-	16	55	72
	34	1200	815	55	-	-	50	52	81
	35	1100	820	60	-	-	35	48	67
	36	980	780	50	-	-	25	58	58
	37	1280	895	40	-	-	25	70	124
	38	1200	880	25	-	-	16	68	145
	39	1100	730	70	-	-	16	62	53
	40	1250	860	50	-	-	25	100	162
	41	1150	840	60	780	550	18	65	67
	42	1150	860	60	800	585	22	34	86
	43	1100	800	60	690	445	25	24	91
	44	1250	880	60	810	600	20	100	185

1) 鋼板の最終圧延方向の板厚断面方向1/4厚位置での旧オーステナイト粒の平均円相当直径。

【0066】

【表4】

区分	鋼	常温強度			vTrs (°C)	700°C			800°C			予熱なし でのy割 れ試験時 ルト割れ 有無 <sup>5)</sup>	再現HAZ 靱性 <sub>JE</sub> <sup>6)</sup> (J)
		降伏 強度 (MPa)	引張 強度 (MPa)	降伏比 (%)		降伏 強度 (MPa)	規格YS 比 <sup>1)</sup> (MPa)	実績YS 比 <sup>2)</sup> (MPa)	降伏 強度 (MPa)	規格YS 比 <sup>3)</sup> (MPa)	実績YS 比 <sup>4)</sup> (MPa)		
本 発 明 鋼	1	366	499	73	-51	236	73	64	85	26	23	No crack	220
	2	409	530	77	-40	267	82	65	94	29	23	No crack	210
	3	353	489	72	-32	232	71	66	86	27	24	No crack	199
	4	348	486	72	-35	225	69	65	81	25	23	No crack	187
	5	408	530	77	-37	263	81	64	93	29	23	No crack	225
	6	362	496	73	-40	237	73	65	85	26	24	No crack	218
	7	421	539	78	-35	274	84	65	97	30	23	No crack	155
	8	357	492	73	-41	233	72	65	84	26	24	No crack	230
	9	375	506	74	-33	246	76	65	88	27	24	No crack	224
	10	368	500	74	-28	240	74	65	86	27	23	No crack	188
	11	335	476	70	-30	218	67	65	81	25	24	No crack	210
	12	393	519	76	-36	259	80	66	94	29	24	No crack	215
	13	424	541	78	-26	286	88	67	103	32	24	No crack	222
	14	372	503	74	-33	246	76	66	88	27	24	No crack	241
	15	366	499	73	-42	243	75	66	88	27	24	No crack	197
	16	353	489	72	-30	235	72	66	84	26	24	No crack	201
	17	345	483	71	-32	227	70	66	81	25	24	No crack	198
	18	418	537	78	-32	277	85	66	96	29	23	No crack	224
比 較 鋼	19	516	610	85	-30	336	103	65	115	35	22	No crack	198
	20	304	453	67	-41	195	60	64	72	22	24	No crack	210
	21	459	555	83	-35	284	87	62	99	30	22	No crack	188
	22	320	465	69	-28	201	62	63	84	26	26	No crack	225
	23	380	509	75	-1	249	77	66	89	27	23	No crack	18
	24	420	539	78	-5	278	86	66	101	31	24	No crack	22
	25	402	525	77	-34	210	65	52	70	22	17	No crack	165
	26	528	619	85	-45	351	108	67	123	38	23	No crack	229
	27	383	511	75	-30	215	66	56	71	22	19	No crack	217
	28	424	542	78	-25	281	87	66	101	31	24	No crack	25
	29	438	552	79	-40	245	75	56	82	25	19	No crack	22
	30	388	515	75	-2	253	78	65	90	28	23	No crack	21
	31	276	433	64	-21	175	54	63	66	20	24	No crack	188
	32	437	551	79	-6	288	89	66	103	32	24	No crack	15
	33	390	517	76	-1	255	79	65	91	28	23	No crack	38
	34	379	508	75	-25	248	76	65	88	27	23	No crack	21
	35	373	504	74	-28	243	75	65	88	27	24	Cracking	42
	36	398	523	76	-41	210	65	53	70	22	18	No crack	220
	37	435	550	79	-40	285	88	66	100	31	23	No crack	24
	38	431	547	79	-32	282	87	65	99	30	23	No crack	22
	39	413	533	77	-39	216	66	52	69	21	17	No crack	215
	40	530	620	85	-45	350	108	66	122	37	23	No crack	208
	41	452	562	80	-35	274	84	61	96	30	21	No crack	221
	42	326	469	70	-27	215	66	66	69	21	21	No crack	198
	43	291	444	66	-38	193	59	66	73	22	25	No crack	206
	44	520	613	85	-36	343	106	66	116	36	22	No crack	211

1) 700°Cにおける降伏強度の常温における降伏強度規格値下限に対する比。

2) 700°Cにおける降伏強度の常温における降伏強度実績に対する比。

3) 800°Cにおける降伏強度の常温における降伏強度規格値下限に対する比。

4) 800°Cにおける降伏強度の常温における降伏強度実績に対する比。

5) JIS Z 3158: 斜めy形溶接割れ試験。

6) PT:1400°C、 $\Delta t_8/5=99S$ 。

## 【0067】

本発明鋼No. 1～18の例では、全てミクロ組織がフェライト・ベイナイトの混合組織となっており、かつ旧オーステナイト粒径の平均円相当直径が150  $\mu\text{m}$ 以下である。さらに、490MPa級鋼の常温の強度レベルを満足し、降伏比(YR)も71～76%で80%未満である。また、700℃、800℃のYSが常温での規格降伏強度のそれぞれ、67%、25%以上の良好な値で、実績降伏強度の比についても、700℃、800℃でそれぞれ64%、23%以上の優れた値である。

## 【0068】

これに対し、比較鋼No. 19では、Cが過剰であり、ベイナイト分率が過大となって、高温強度については高い値が得られているが、常温の降伏強度が上限を超える結果であった。

## 【0069】

比較鋼No. 20では、Cが不足であり、常温、高温ともに常温の降伏強度が不足である。

## 【0070】

比較鋼No. 21では、Si+Mn量が0.5%を超えているため、常温での固溶強化効果が過剰となって、常温の降伏強度が規格値上限を超え、YRも80%超であった。

## 【0071】

逆に、比較鋼No. 22では、Si+Mn量が0.3%未満のため、常温での固溶強化効果が不足となって、常温及び700℃の降伏強度、常温の引張り強度が規格値下限を下回った。

## 【0072】

比較鋼No. 23では、Pが0.02%を超えているため、母材の延性脆性遷移温度、0℃での再現HAZの吸収エネルギー値ともに劣化している。

## 【0073】

比較鋼No. 24では、Sが0.01%を超えているため、比較鋼No. 23と同様に、母材の延性脆性遷移温度、0℃での再現HAZの吸収エネルギー値と

もに劣化している。

【0074】

比較鋼No. 25ではMoが不足のため、常温強度、YR等は良好な結果であるが、700℃の降伏強度が $217\text{N/mm}^2$  ( $490\text{N/mm}^2$ 級常温規格強度の $2/3$ )未満で、800℃の強度も $72\text{N/mm}^2$  ( $490\text{N/mm}^2$ 級常温規格強度の $2/9$ )未満と低い。

【0075】

比較鋼No. 26では、Mo量が過剰で、ミクロ組織がベイナイト単相となり、常温の降伏強度及び引張り強度が規格値上限を超えている。

【0076】

比較鋼No. 27では、Nb量が不足し、700℃、800℃において十分な析出硬化効果を得ることができなかったため、700℃、800℃の降伏強度が不足した。

【0077】

逆に、比較鋼No. 28では、Nb量が過剰であるため、高温強度については高い値が得られるが、再現HAZの吸収エネルギー値は低い。

【0078】

比較鋼No. 29では、Ti量が不足し、再加熱時の $\gamma$ 粒の粗大化抑制効果を十分に得ることができず、またTi析出物量が十分でないため、再現HAZの吸収エネルギー値は低い。

【0079】

比較鋼No. 30では、Ti量が過剰であるため、母材の延性脆性遷移温度、再現HAZ吸収エネルギー値ともに劣化している。

【0080】

比較鋼No. 31では、B添加量が不足し、十分な焼入れ性を得ることができず、ミクロ組織のベイナイト分率が過少のため、常温、高温ともに降伏強度が規格値下限を下回った。

【0081】

比較鋼No. 32では、B添加量が過剰なため、母材の延性脆性遷移温度は0



℃近傍にあり、再現HAZの吸収エネルギー値は低い。

【0082】

比較鋼No. 33では、Al量が0.06%を超えているため、母材の延性脆性遷移温度は0℃近傍にあり、再現HAZ靱性も低い。

【0083】

比較鋼No. 34では、N量が0.006%を超えているため、再現HAZ靱性は低い。

【0084】

比較鋼No. 35では、 $P_{CM}$ 値が0.18%を超えており、予熱なしでのy割れ試験においてルート割れが発生した。また、再現HAZ吸収エネルギー値も低い。

【0085】

比較鋼No. 36では、再加熱温度が1000℃未満のため、再加熱時に添加合金元素がオーステナイト中に固溶せずに十分な析出強化が得られず、常温については降伏強度、引張り強度、YRともに良好な結果であるが、700℃の降伏強度が $217\text{ N/mm}^2$  ( $490\text{ N/mm}^2$ 級常温規格強度の2/3) 未満で、800℃の強度も $72\text{ N/mm}^2$  ( $490\text{ N/mm}^2$ 級常温規格強度の2/9) 未満と低い。

【0086】

比較鋼No. 37では、再加熱温度が1250℃を超えたため、再加熱時にオーステナイト粒が粗大化し、再現HAZの吸収エネルギー値が低くなっている。

【0087】

比較鋼No. 38では、比較鋼No. 10と同成分であるが、1000℃以下の累積圧下量が30%未満のため、旧オーステナイト粒が粗大であり、再現HAZ靱性が低い。

【0088】

比較鋼No. 39では、比較鋼No. 10と同成分であるが、750℃未満の温度で圧延を行ったため、Nb、Ti、Vの析出が促進され十分な析出強化が得

られず、常温強度については規格値を満足するが、高温の降伏強度が不足している。

#### 【0089】

比較鋼No. 40では、Ti量とN量がともに少なく、かつ、再加熱温度も1250℃と高いため、再加熱時にオーステナイトが150 $\mu$ m超に粗大化し、フェライトの変態が抑制され、ベイナイト単相のマイクロ組織となり、高温強度については高い値が得られているが、常温の降伏強度が上限を超過した。

#### 【0090】

比較鋼No. 41では、圧延後水冷を行うことにより常温強度の上昇を図ったが、Si+Mn量が0.1%未満のため、常温での固溶強化効果が不足となって、常温の引張り強度が規格値下限を下回り、700℃、800℃の降伏強度がそれぞれ217N/mm<sup>2</sup>未満、72N/mm<sup>2</sup>未満と低い。

#### 【0091】

逆に、比較鋼No. 42では、圧延後水冷による組織強化効果に加えて、Si+Mn量が0.3%を超えているため、常温での固溶強化効果が過剰となって、常温の降伏強度、引張り強度が規格値上限を超え、YRも80%超であった。

#### 【0092】

比較鋼No. 43では、水冷開始温度が700℃未満であり、水冷開始前にフェライトの変態が進行したため、ベイナイト分率が30%未満となって、常温、高温ともに強度が不足した。

#### 【0093】

比較鋼No. 44では、Ti量とN量がともに少なく、かつ、再加熱温度も1250℃と高いため、再加熱時にオーステナイトが150 $\mu$ m超に粗大化し、フェライトの変態が抑制され、ベイナイト単相のマイクロ組織となり、高温強度については高い値が得られているが、常温の降伏強度、引張り強度が上限を超過した。

#### 【0094】

#### 【発明の効果】

本発明の化学成分及び製造法で製造した鋼材は、マイクロ組織がフェライト・ベ

イナイトの混合組織であり、常温強度が $490\text{ N/mm}^2$ の規格値を満足し、Y  
Rが80%以下、700℃、800℃の降伏強度がそれぞれ常温規格値の2/3  
以上、2/9以上等の特性を持ち、建築用耐火鋼材としての必要な特性を兼ね備  
えており、従来になく全く新しい鋼材である。

【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 本発明は、建築、土木、海洋構造物、造船、貯槽タンクなどの一般的な溶接構造物に用いる700℃と800℃の耐火性が優れた490N/mm<sup>2</sup>級高張力鋼ならびにその製造方法を提供する。

【解決手段】 質量%で、C:0.005%以上0.03%未満、Si:0.5%以下、Mn:0.5%以下、P:0.02%以下、S:0.01%以下、Mo:1.0~1.5%、Nb:0.03~0.1%、Ti:0.005~0.025%、B:0.0005~0.0030%、Al:0.06%以下、N:0.006%以下を含有し、さらに必要に応じて特定量のCu、Ni、Cr、V、Ca、REM、Mg等の強化元素を含有し、かつ、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、ミクロ組織がフェライトとベイナイトの混合組織で、かつ、旧 $\gamma$ 粒の平均円相当直径が150 $\mu$ m以下であることを特徴とする高張力鋼。

【選択図】 なし

認定・付加情報

特許出願の番号	特願 2002-144203
受付番号	50200716332
書類名	特許願
担当官	第五担当上席 0094
作成日	平成14年 5月21日

<認定情報・付加情報>

【提出日】 平成14年 5月20日

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号 [000006655]

1. 変更年月日 1990年 8月10日  
[変更理由] 新規登録  
住 所 東京都千代田区大手町2丁目6番3号  
氏 名 新日本製鐵株式会社

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning  
Operations and is not part of the Official Record**

**BEST AVAILABLE IMAGES**

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☐ BLACK BORDERS
- ☐ IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- ☐ FADED TEXT OR DRAWING
- ☐ BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING
- ☐ SKEWED/SLANTED IMAGES
- ☐ COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS
- ☐ GRAY SCALE DOCUMENTS
- ☒ LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT
- ☐ REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY
- ☐ OTHER: \_\_\_\_\_

**IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.**

**As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.**